

MARTENSITIC STAINLESS STEEL HAVING EXCELLENT CORROSION RESISTANCE AND ITS MANUFACTURE

Patent Number: JP3075335
Publication date: 1991-03-29
Inventor(s): MIYASAKA AKIHIRO; others: 02
Applicant(s): NIPPON STEEL CORP
Requested Patent: ☐ JP3075335
Application Number: JP19890211045 19890816
Priority Number(s):
IPC Classification: C22C38/00; C21D6/00; C22C38/20; C22C38/44; C22C38/50
EC Classification:
Equivalents: JP2742948B2

Abstract

PURPOSE:To obtain the martensitic stainless steel having excellent corrosion resistance in a wet carbon dioxide environment and having high resistance to cracking caused by wet hydrogen sulfide by forming it from the compsn. contg. each prescribed amt. of C, Si, Mn, Cr, Cu, Al and N.
CONSTITUTION:The above stainless steel contains, by weight, <0.03% C, <=1% Si, <=2% Mn, >14 to 18% Cr, 1.2 to 5% Cu, 0.005 to 0.2% Al and 0.03 to 0.15% N with inevitable impurities. For manufacturing the stainless steel, the martensitic stainless steel having the above compsn. is austenitized at 900 to 1100 deg.C and is thereafter cooled at a cooling rate more than that in air cooling to satisfactorily form austenite. Next, the above cooled steel is subjected to tempering treatment at 580 deg.C to the Ac1 temp. or below and is thereafter cooled at a cooling rate more than that in air cooling, by which the objective martensitic stainless steel can be obtd.

Data supplied from the esp@cenet database - I2

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 特 許 公 報 (B 2)

(11) 特許番号

第2742948号

(45) 発行日 平成10年(1998) 4月22日

(24) 登録日 平成10年(1998) 2月6日

(51) Int.Cl.⁶
C 2 2 C 38/00
C 2 1 D 6/00
C 2 2 C 38/20
38/44
38/50

識別記号
3 0 2
1 0 2

F I
C 2 2 C 38/00
C 2 1 D 6/00
C 2 2 C 38/20
38/44
38/50

請求項の数 7 (全 6 頁)

(21) 出願番号 特願平1-211045
(22) 出願日 平成1年(1989) 8月16日
(65) 公開番号 特開平3-75335
(43) 公開日 平成3年(1991) 3月29日
審査請求日 平成8年(1996) 1月10日

(73) 特許権者 999999999
新日本製鐵株式会社
東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(72) 発明者 宮坂 明博
神奈川県相模原市淵野辺5-10-1 新
日本製鐵株式会社第2技術研究所内
(72) 発明者 加藤 謙治
愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵
株式会社名古屋製鐵所内
(72) 発明者 井上 周士
愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵
株式会社名古屋製鐵所内
(74) 代理人 弁理士 大関 和夫
審査官 長者 義久

(54) 【発明の名称】 耐食性の優れたマルテンサイト系ステンレス鋼およびその製造方法

1

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、
Cを0.03%未満に低減し、
Si1%以下、
Mn2%以下、
Cr14%超18%以下、
Cu1.2~5%、
Al0.005~0.2%、
Nb0.03~0.15%
を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなることを特 10
徴とする耐食性の優れたマルテンサイト系ステンレス
鋼。
【請求項2】 不可避不純物のうち、重量%で、
Pを0.025%以下、
Sを0.010%以下

2

に低減したことを特徴とする請求項1記載の耐食性の優
れたマルテンサイト系ステンレス鋼。
【請求項3】 不可避不純物のうち、重量%で、
Oを0.004%以下
に低減したことを特徴とする請求項1または2記載の耐
食性の優れたマルテンサイト系ステンレス鋼。
【請求項4】 付加成分として、重量%で、
Ni4%以下、
Mo2%以下、
W4%以下
のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする
請求項1,2または3記載の耐食性の優れたマルテンサイ
ト系ステンレス鋼。
【請求項5】 付加成分として、重量%で、
V0.5%以下、

Ti0.2%以下、
Nb0.5%以下、
Zr0.2%以下、
Ta0.2%以下、
Hf0.2%以下

のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1,2,3または4記載の耐食性の優れたマルテンサイト系ステンレス鋼。

【請求項6】付加成分として、重量%で、
Ca0.008%以下、

希土類元素0.02%以下

のうち1種または2種を含有することを特徴とする請求項1,2,3,4または5記載の耐食性の優れたマルテンサイト系ステンレス鋼。

【請求項7】請求項1,2,3,4,5または6記載のマルテンサイト系ステンレス鋼を、900〜1100℃でオーステナイト化した後、空冷以上の冷却速度で冷却し、次いで580℃以上Ac₁温度以下の温度で焼戻し処理を施した後、空冷以上の冷却速度で冷却することを特徴とする耐食性の優れたマルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

(産業上の利用分野)

本発明は耐食性の優れたマルテンサイト系ステンレス鋼およびその製造方法に係り、さらに詳しくは例えば石油・天然ガスの掘削、輸送及び貯蔵において湿潤炭酸ガスや湿潤硫化水素を含む環境中で高い腐食抵抗および割れ抵抗を有する高強度鋼とその製造方法に関する。

(従来の技術)

近年生産される石油・天然ガス中には、湿潤な炭酸ガスを多く含有する場合が増加している。こうした環境中で炭素鋼や低合金鋼は著しく腐食することがよく知られている。このため、掘削に使用される油井管や輸送に使用されるラインパイプなどの腐食対策として腐食抑制剤の添加が従来より行なわれてきた。しかし、腐食抑制剤は高温ではその効果が失われる場合が多いことに加え、海洋油井や海底パイプラインでは腐食抑制剤の添加・回収処理に要する費用は膨大なものとなり、適用できない場合が多い。従って、腐食抑制剤を添加する必要のない耐食材料に対するニーズが最近とみに高まっている。

炭酸ガスを多く含む石油・天然ガス用の耐食材料としては、耐食性の良好なステンレス鋼の適用がまず検討され、例えばL.J.クライン、コロージョン '84、ペーパーナンバー211にあるように、高強度で比較的成本の安い鋼としてAISI410あるいは420といった、12〜13%のCrを含有するマルテンサイト系ステンレス鋼が広く使用され始めている。しかしながら、これらの鋼は湿潤炭酸ガス環境ではあっても高温、たとえば120℃以上の環境やCl⁻イオン濃度の高い環境では耐食性が充分ではなく、腐食速度が大きいという難点を有する。さらに、こ

れらの鋼は、石油・天然ガス中に硫化水素が含まれている場合には著しく耐食性が劣化し、全面腐食や局部腐食、さらには応力腐食割れを生ずるという難点を有している。このため上記のマルテンサイト系ステンレス鋼の使用は、例えばH₂S分圧が0.001気圧といった極微量のH₂Sを含むか、あるいは全くH₂Sを含まない場合に限られてきた。

これに対し、硫化水素による割れに対する抵抗を増したマルテンサイト系ステンレス鋼として、例えば特開昭60-174859号公報、特開昭62-54063号公報にみられる鋼が提案されている。しかし、これらの鋼もCO₂環境での耐食性が必ずしも充分という訳ではなく、また高価な合金元素であるニッケルを多量に使用するためコストが高いという難点を有している。

(発明が解決しようとする課題)

本発明はこうした現状に鑑み、高温や高Cl⁻イオン濃度の炭酸ガス環境でも十分な耐食性を有し、硫化水素を含む場合においても高い割れ抵抗を有する安価なマルテンサイト系ステンレス鋼とその製造方法を提供することを目的としている。

(課題を解決するための手段)

本発明者らは、上記の目的を達成すべくマルテンサイト系ステンレス鋼の成分を種々検討してきた結果、ついに以下の知見を見出すに至った。

まず、Crを14%を超えて鋼に添加すると湿潤炭酸ガス環境中における腐食速度が著しく小さくなり、かかる鋼にCuを添加すると腐食速度は一段と小さくなることを見出した。そしてこのCuの添加効果は添加量を1.2%以上とすると顕著であることを見出した。また、Cuを1.2%以上添加した場合において、C量を0.03%未満に低減すると湿潤炭酸ガス環境中における耐食性がさらに改善され、200℃以上にまで使用が可能になることが分かった。CuはNiに比べるとはるかに安価な元素であるので、1.2%以上を添加しても材料コストの上昇はないのである。一方、Cuを1.2%以上添加しCを0.03%未満に低減させた鋼にNを0.03%以上含有させると一段と高強度が得られることがわかった。このとき、かかる成分を有する鋼は硫化水素を含む環境においても高い割れ抵抗を有するという新知見も得られた。

さらに本発明者らは検討をすすめ、Cuを1.2%以上添加し、Cを0.03%未満に低減し、Nを0.03%以上添加した鋼中のPを0.025%以下に低減し、Sを0.010%以下に低減するか、Oを0.004%以下に低減するか、のいずれかを適用すると硫化水素を含む環境における割れ抵抗が一段と改善されることを明らかにした。一方、これらの鋼にNi,Mo,Wを添加すれば高温あるいは高Cl⁻イオン濃度の湿潤炭酸ガス環境での腐食速度を一段と減少できることも見出した。

本発明は上記の知見に基づいてなされたものであり、第1発明の要旨とするところは、重量%で、Cr14%超

18%以下、Cu1.2~5%、Si1%以下、Mn2%以下、Al0.005~0.2%、N0.03~0.15%を含有し、Cを0.03%未満に低減し、残部Feおよび不可避不純物からなることを特徴とする耐食性の優れたマルテンサイト系ステンレス鋼にあり、

第2発明の要旨とするところは、第1発明の鋼において、不可避不純物のうち、重量%で、Pを0.025%以下、Sを0.010%以下に低減したことを特徴とする耐食性の優れたマルテンサイト系ステンレス鋼にあり、

第3発明の要旨とするところは、第1発明あるいは第2発明の鋼において不可避不純物のうち、重量%で、Oを0.004%以下に低減したことを特徴とする耐食性の優れたマルテンサイト系ステンレス鋼にあり、

第4発明の要旨とするところは、第1発明、第2発明あるいは第3発明の各鋼において、重量%で、Ni4%以下、Mo2%以下、W4%以下のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする耐食性の優れたマルテンサイト系ステンレス鋼にあり、

第5発明の要旨とするところは、第1発明、第2発明、第3発明あるいは第4発明の各鋼において、重量%で、Ti0.2%以下、Zr0.2%以下、Nb0.5%以下、V0.5%以下、Ta0.2%以下、Hf0.2%以下のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする耐食性の優れたマルテンサイト系ステンレス鋼にあり、

第6発明の要旨とするところは、第1発明、第2発明、第3発明、第4発明あるいは第5発明の各鋼において、重量%で、Ca0.008%以下、希土類元素0.02%以下のうち1種または2種を含有することを特徴とする耐食性の優れたマルテンサイト系ステンレス鋼にあり、

第7発明の要旨とするところは、第1発明、第2発明、第3発明、第4発明、第5発明あるいは第6発明の各鋼において、900~1100°Cでオーステナイト化した後、空冷以上の冷却速度で冷却し、次いで580°C以上Ac₁温度以下の温度で焼戻し処理を施した後、空冷以上の冷却速度で冷却することを特徴とする耐食性の優れたマルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法にある。

(作 用)

以下に本発明で成分および熱処理条件を限定した理由を述べる。

C: Cが多量に存在すると湿潤炭酸ガス環境における耐食性を低下させ、硫化水素の存在する環境における応力腐食割れ抵抗を減少させる。従って、Cを低減するとこれら特性の改善に効果があるが、C量を0.03%未満とすれば特にその効果が著しく、0.03%以上存在する場合には耐食性を低下させることから、C量は0.03%未満に限定する。

Si: Siは脱酸のために必要な元素であるが、1%を超えて添加すると耐食性を著しく低下させることから、上限含有量は1%とすべきである。

Mn: Mnは脱酸および強度確保のために有効な元素であ

るが、2%を超えて添加するとその効果は飽和するので、上限含有量は2%とする。

Cr: Crはマルテンサイト系ステンレス鋼を構成する最も基本的かつ必須の元素であって耐食性を付与するために必要な元素であるが、含有量が14%以下では耐食性が充分ではなく、一方18%を超えて添加すると他の合金元素をいかに調整しても焼入れ後にマルテンサイト組織を得ることが困難となって強度確保が困難になるので上限含有量は18%とすべきである。

Cu: Cuは湿潤炭酸ガス環境におけるマルテンサイト系ステンレス鋼の腐食速度を著しく減少させ、CおよびNの含有量を調整することによって硫化水素を含む環境における割れ感受性を顕著に低下させる極めて有用な元素であるが、含有量が1.2%未満ではこれらの効果が不充分であり、5%を超えて添加してもその効果は飽和するばかりか冷却後にオーステナイトを生成して強度を低下させるようになるので、1.2~5%の範囲に限定する。

Al: Alは脱酸のために必要な元素であって含有量が0.005%未満ではその効果が充分ではなく、0.2%を超えて添加すると粗大な酸化物系介在物が鋼中に残留して硫化水素中での割れ抵抗を低下させるので、含有量範囲は0.005~0.2%とした。

N: NはCを低減したマルテンサイト系ステンレス鋼の強度を上昇させる元素として有効であるが、0.03%未満ではその効果が充分ではなく、0.15%を超えるとCr窒化物を生成して耐食性を低下させ、また、割れ抵抗をも低下させるので、含有量範囲は0.03~0.15%とした。

以上が本発明における基本的成分であるが、本発明においては必要に応じてさらに以下の元素を添加して特性を一段と向上させることができる。

P: Pは応力腐食割れ感受性を増加させる元素であるので少ないほうが好ましいが、あまりに少ないレベルにまで低減させることはいたずらにコストを上昇させるのみで特性の改善効果は飽和するものであるから、本発明の目的とする耐食性、耐応力腐食割れ性を確保するのに必要十分なほど少ない含有量として0.025%以下に低減すると耐応力腐食割れ性が一段と改善される。

S: SはPと同様に応力腐食割れ感受性を増加させる元素であるので少ないほうが好ましいが、あまりに少ないレベルにまで低減させることは、いたずらにコストを上昇させるのみで特性の改善効果は飽和するものであるから、本発明の目的とする耐食性、耐応力腐食割れ性を確保するのに必要十分なほど少ない含有量として0.010%以下に低減すると耐応力腐食割れ性が一段と改善される。

O: Oは多量に存在すると粗大な酸化物系非金属介在物クラスターを生成して応力腐食割れ感受性を増加させるので少ないほうが好ましいが、あまりに少ないレベルにまで低減させることは、いたずらにコストを上昇させるのみで特性の改善効果は飽和するものであるから、本発

10

20

30

40

50

明の目的とする耐食性、耐応力腐食割れ性を一段と向上するのに必要十分なほど少ない含有量として0.004%以下に低減すると耐応力腐食割れ性が一段と改善される。

Ni: Niは1.2%以上のCuと共存して湿潤炭酸ガス環境の耐食性をさらに改善するのに効果があるが、4%を超えて添加してもその効果は飽和するばかりか、いたずらにコストを上昇させるのみであるから上限含有量は4%とする。

Mo: Moは1.2%以上のCuと共存して湿潤炭酸ガス環境の耐食性を改善するのに効果があるが、2%を超えて添加してもその効果は飽和するばかりか、靱性など他の特性を低下させるようになるので上限含有量は2%とする。

W: Wも1.2%以上のCuと共存して湿潤炭酸ガス環境の耐食性を改善するのに効果があるが、4%を超えて添加してもその効果は飽和するばかりか、靱性など他の特性を低下させるようになるので上限含有量は4%とする。

V, Ti, Nb, Ta, Zr, Hf: V, Ti, Nb, Ta, Zr, Hfは耐食性を一段と向上させるのに有効な元素であるが、Ti, Zr, Ta, Hfでは0.2%、V, Nbでは0.5%をそれぞれ超えて添加すると粗大な析出物・介在物を生成して硫化水素含有環境における割れ抵抗を低下させるようになるので上限含有量はTi, Zr, Ta, Hfでは0.2%、V, Nbでは0.5%とした。

Ca, 希土類元素: Caおよび希土類元素 (REM) は熱間加工性の向上、耐食性の向上に効果のある元素であるが、Caでは0.008%を超えて、希土類元素では0.02%を超えて添加すると、それぞれ粗大な非金属介在物を生成して逆に熱間加工性および耐食性を劣化させるので、上限含有量はCaでは0.008%、希土類元素では0.02%とした。なお、本発明において希土類元素とは原子番号が57~71番および89~103番の元素およびYを指す。

上記の成分を有するステンレス鋼を熱処理してマルテンサイト組織とし所定の強度を付与するに際し、オーステナイト化温度を900~1100℃としたのは、900℃より低い温度ではオーステナイト化が充分ではなく従って必要な強度を得ることが困難だからであり、オーステナイト化温度が1100℃を超えると結晶粒が著しく粗大化して硫化水素含有環境における割れ抵抗が低下するようになるので、オーステナイト化温度は900~1100℃とした。

オーステナイト化後の冷却における冷却速度を空冷以上の冷却速度としたのは、空冷よりも遅い冷却速度ではマルテンサイトが充分生成せず、所定の強度を確保することが困難になるからである。

焼戻し温度を580℃以上Ac₁温度以下としたのは、焼戻し温度が580℃未満では十分な焼戻しが行われず、焼戻し温度がAc₁温度を超えると一部がオーステナイト化しその後の冷却時にフレッシュ・マルテンサイトを生成し、いずれも充分に焼戻しされていないマルテンサイトが残留するために硫化水素含有環境における割れ感受性を増加させるためである。

焼戻し後の冷却における冷却速度を空冷以上の冷却速

度としたのは、空冷よりも遅い冷却速度では靱性が低下するためである。

本発明鋼は、通常の熱間圧延によって鋼板として使用することが可能であるし、熱間押出あるいは熱間圧延によって鋼管として使用することも可能であるし、棒あるいは線として使用することも勿論可能である。本発明鋼は、油井管あるいはラインパイプとしての用途のほか、バルブやポンプの部品としてなど多くの用途がある。

(実施例)

以下に本発明の実施例について説明する。

第1表に示す成分のステンレス鋼を溶製し、熱間圧延によって厚さ12mmに鋼板とした後、第1表に併せて示す条件で焼入れ焼戻し処理を施していずれも0.2%オフセット耐力が56kg/mm²以上の高強度ステンレス鋼とした。なお、第1表中の焼戻し温度はいずれも各鋼のAc₁温度以下の温度である。次にこれらの鋼材から試験片を採取して湿潤炭酸ガス環境における腐食試験、および硫化水素含有環境における割れ試験を行なった。湿潤炭酸ガス環境における腐食試験としては、厚さ3mm、幅15mm、長さ50mmの試験片を用い、試験温度150℃および200℃のオートクレーブ中で炭酸ガス分圧40気圧の条件で15%NaCl水溶液中に30日間浸漬して、試験前後の重量変化から腐食速度を算出した。腐食速度の単位はmm/yで表示したが、一般的にある環境におけるある材料の腐食速度が0.1mm/y以下の場合、材料は十分耐食的であり使用可能であると考えられている。硫化水素含有環境における割れ試験としては、NACE (米国腐食技術者協会) の定めている標準試験法であるNACE規格TM0177に従って試験したが、硫化水素分圧は0.1気圧、試験温度は120℃とした。上記の条件で5%NaCl+0.5%酢酸水溶液中にセットした試験片に一定の単軸引張応力を負荷し、720時間以内に破断するかどうかを調べた。試験応力は各鋼材の0.2%オフセット耐力の60%の値とした。

試験結果を第1表に併せて示した。第1表のうち、腐食試験結果において◎は腐食速度が0.05mm/y未満、○は腐食速度が0.05mm/y以上0.10mm/y未満、×は腐食速度が0.1mm/y以上0.5mm/y未満、××は腐食速度が0.5mm/y以上であったことをそれぞれ表わしており、割れ試験結果において◎は破断しなかったもの、×は破断したものをそれぞれ表わしている。なお、第1表において、比較鋼のNo.29はAISI420鋼であり、No.30は9Cr-1Mo鋼であって、いずれも従来から湿潤炭酸ガス環境で使用されている従来鋼である。

第1表から明らかなように本発明鋼である鋼No.1~28は、湿潤炭酸ガス環境において200℃という従来のマルテンサイト系ステンレス鋼では考えられないような高温で、かつ15%NaClというCl⁻イオン濃度が非常に高い環境であっても、実用的に使用可能な腐食速度である0.1mm/yよりも腐食速度が小さく、かつ硫化水素含有環境における割れ試験においても破断していないことから、優

れた耐食性と耐応力腐食割れ性を有していることがわかる。これに対して比較鋼である鋼No.29~34は湿潤炭酸ガス環境において150℃でも既に腐食速度が0.1mm/yを大*

*きく上回っており、かつ硫化水素含有環境における割れ試験において破断している。

第

1

表

	No.	成分 (%)												
		C	Si	Mn	Cr	Cu	Al	N	P	S	O	Ni	Mo	W
本 発 明 例	1	0.023	0.13	0.54	14.56	2.98	0.043	0.084	N.A.	N.A.	N.A.	—	—	—
	2	0.005	0.20	1.38	16.24	4.35	0.037	0.054	N.A.	N.A.	N.A.	—	—	—
	3	0.004	0.21	1.30	14.77	2.51	0.024	0.053	N.A.	N.A.	N.A.	—	—	—
	4	0.002	0.22	1.24	14.80	2.50	0.021	0.059	0.005	0.003	N.A.	—	—	—
	5	0.009	0.20	1.27	15.21	2.63	0.021	0.058	0.016	0.002	N.A.	—	—	—
	6	0.012	0.21	1.23	16.03	2.81	0.024	0.058	0.010	0.001	0.002	—	—	—
	7	0.018	0.20	1.05	16.05	2.90	0.022	0.089	0.009	0.002	0.002	1.63	—	—
	8	0.009	0.19	0.55	16.10	2.96	0.022	0.087	N.A.	0.002	0.002	—	1.51	—
	9	0.013	0.57	0.57	15.97	2.73	0.026	0.081	0.018	0.001	N.A.	2.34	0.97	1.63
	10	0.014	0.20	0.54	14.89	1.46	0.021	0.086	N.A.	N.A.	0.001	—	—	—
	11	0.010	0.22	0.56	14.98	1.50	0.020	0.064	0.020	0.002	0.001	—	—	—
	12	0.012	0.21	0.57	14.87	1.55	0.009	0.080	N.A.	N.A.	0.002	—	—	—
	13	0.011	0.25	0.55	15.02	2.03	0.025	0.089	0.018	0.001	N.A.	—	—	—
	14	0.012	0.24	0.59	15.00	2.11	0.036	0.094	0.016	0.003	0.003	—	—	—
	15	0.010	0.25	0.51	14.94	2.10	0.024	0.088	0.011	0.001	0.002	—	—	—
	16	0.004	0.33	0.57	14.55	2.08	0.027	0.043	N.A.	N.A.	N.A.	—	—	—
	17	0.005	0.34	1.50	16.14	3.04	0.025	0.044	0.005	0.002	0.002	—	—	—
	18	0.004	0.33	1.17	16.10	3.15	0.027	0.104	0.009	0.001	0.003	—	—	—
	19	0.005	0.30	1.13	16.11	2.99	0.029	0.076	0.014	0.004	0.003	—	—	—
	20	0.003	0.32	1.15	16.11	2.94	0.020	0.079	0.010	0.001	0.002	1.37	—	—
	21	0.007	0.36	1.14	16.08	2.86	0.024	0.076	0.016	0.003	0.003	1.54	1.13	—
	22	0.006	0.31	1.15	16.11	2.80	0.023	0.078	0.015	0.001	0.002	—	—	—
	23	0.006	0.34	1.17	16.10	2.83	0.018	0.077	0.021	0.006	0.003	3.48	—	—
	24	0.005	0.32	1.39	16.06	2.90	0.019	0.078	0.008	0.002	0.001	2.45	1.27	—
	25	0.006	0.34	1.16	16.05	2.15	0.018	0.075	0.020	0.003	0.003	—	—	0.58
	26	0.013	0.32	0.24	15.03	2.02	0.020	0.078	0.013	0.002	0.003	2.66	1.11	1.75
	27	0.010	0.09	1.25	14.97	1.97	0.017	0.050	0.011	0.001	0.002	—	1.27	0.31
	28	0.012	0.23	0.30	15.07	2.09	0.019	0.051	N.A.	N.A.	N.A.	0.54	—	—
比 較 例	29	0.204	0.30	0.43	12.94	—	0.029	0.007	0.010	0.003	0.004	0.50	—	—
	30	0.118	0.29	0.50	9.05	—	0.026	0.008	0.012	0.004	0.003	—	1.11	—
	31	0.082	0.62	0.44	14.15	—	0.027	0.034	0.015	0.003	0.006	0.38	0.30	—
	32	0.151	0.43	0.45	12.03	0.68	0.026	0.024	0.020	0.003	0.005	—	0.72	—
	33	0.202	0.45	0.40	13.10	—	0.029	0.007	0.018	0.006	0.008	—	—	0.31
	34	0.133	0.51	0.49	11.91	0.55	0.050	0.005	0.020	0.005	0.006	0.44	—	—

	No.	成分 (%)	熱処理		腐食試験結果 ^{a1}		SCC試験結果
		その他	オーステナイト化温度および冷却	焼戻し温度および冷却	試験温度 150℃	試験温度 200℃	
本 発 明 例	1		1030℃, 空冷	640℃, 空冷	◎	○	◎
	2		1030℃, 空冷	620℃, 空冷	◎	◎	◎
	3		1030℃, 空冷	680℃, 空冷	◎	◎	◎
	4		1000℃, 空冷	670℃, 空冷	◎	◎	◎
	5		1000℃, 空冷	640℃, 空冷	◎	◎	◎
	6		1000℃, 空冷	620℃, 空冷	◎	◎	◎
	7		1000℃, 空冷	620℃, 空冷	◎	○	◎
	8		1000℃, 空冷	600℃, 空冷	◎	◎	◎
	9		1000℃, 空冷	620℃, 空冷	◎	◎	◎
	10	Zr0.034	1030℃, 油冷	620℃, 油冷	◎	◎	◎
	11	Ti0.047	1030℃, 空冷	610℃, 空冷	◎	◎	◎
	12	VO.065	1000℃, 空冷	650℃, 空冷	◎	◎	◎
	13	Nb0.072	1000℃, 空冷	600℃, 空冷	◎	◎	◎
	14		1000℃, 空冷	690℃, 空冷	◎	◎	◎
	15	Ti0.044, VO.031	970℃, 水冷	680℃, 空冷	◎	◎	◎
	16	Zr0.051, Nb0.032	1020℃, 空冷	650℃, 空冷	◎	◎	◎
	17	REM0.005	1020℃, 空冷	650℃, 空冷	◎	◎	◎
	18	Ca0.003	1020℃, 空冷	700℃, 空冷	◎	◎	◎
	19	Ca0.002	1020℃, 空冷	650℃, 空冷	◎	◎	◎
	20		1030℃, 空冷	650℃, 空冷	◎	◎	◎
	21		1030℃, 空冷	640℃, 空冷	◎	◎	◎
	22	Ti0.020, Zr0.039 Nb0.026	1050℃, 空冷	640℃, 空冷	◎	◎	◎
	23	Zr0.023, Nb0.046, VO.025	1050℃, 空冷	640℃, 空冷	◎	◎	◎
	24	VO.051, Ta0.020	1030℃, 空冷	600℃, 空冷	◎	◎	◎
	25	Zr0.040, Hf0.013, Ca0.004	1030℃, 空冷	620℃, 空冷	◎	◎	◎
	26	Zr0.055, VO.042 REM0.005	1030℃, 空冷	640℃, 空冷	◎	◎	◎
	27	Zr0.036, Nb0.040, Ca0.005	980℃, 空冷	640℃, 空冷	◎	◎	◎
	28	Ti0.021, Nb0.033	980℃, 空冷	640℃, 空冷	◎	◎	◎
比 較 例	29		1030℃, 空冷	720℃, 空冷	×	×	×
	30		1000℃, 空冷	710℃, 空冷	×	×	×
	31		1050℃, 空冷	710℃, 空冷	×	×	×
	32		1000℃, 油冷	720℃, 空冷	×	×	×
	33	Ca0.006	1030℃, 空冷	650℃, 空冷	×	×	×
	34		1000℃, 空冷	640℃, 空冷	×	×	×

^{a1} 腐食試験条件: 15%NaCl水溶液, CO₂分圧40気圧, 720時間
N/A: 分析せず

(発明の効果)

以上述べたように、本発明は湿潤炭酸ガス環境における優れた耐食性と湿潤酸化水素による割れに対して高い

割れ抵抗を有する鋼およびその製造方法を提供すること
を可能としたものであり、産業の発展に貢献するところ
極めて大である。